УДК 669.184:621.741.22:620.192

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ ЭКСПЕРТИЗА КАК ОСНОВА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИРОДЫ ДЕФЕКТОВ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ

*А. А. КАЗАКОВ, П. В. КОВАЛЕВ, С. В. РЯБОШУК, Н. В. МАЛАХОВ, А. Б. МИЛЕЙКОВСКИЙ, С. Д. ЗИНЧЕНКО, А. А. НЕМТИНОВ**

Разработана оригинальная методика металлургической экспертизы, основанная на панорамных металлографических исследованиях дефектных областей металла с использованием анализатора изображения Thixomet, микрорентгеноспектрального анализа неметаллических включений, обнаруженных в районе дефекта, термодинамического моделирования процессов фазообразования, протекающих в жидкой и затвердевающей стали, а также анализа сквозной технологии производства металлопродукции. Такой подход к исследованию дефектов позволил сделать обоснованные суждения об их природе. В настоящей статье детально рассмотрены некоторые из дефектов различных сталей, причиной образования которых являются неметаллические включения в горячекатаном и холоднокатаном листе. Показана эволюция неметаллических включений, образовавшихся при раскислении стали и ее внепечной обработке, по ходу остального металлургического передела. Предложены технологические рекомендации по совершенствованию технологии производства стали для устранения дефектов металлопродукции.

Введение

Проблема разделения брака металлопродукции неизменно вызывает много споров между сталеплавильщиками и прокатчиками о причинах дефектов и их виновниках. Очень часто факт существования неметаллических включений в области дефекта является основанием для причисления этого дефекта к сталеплавильному производству. Однако в каждом конкретном случае необходимы достаточные аргументы для того, чтобы обосновать такое суждение, понять природу этих включений и разработать рекомендации по устранению дефекта. Метод металлургической экспертизы не только решает вышеназванные проблемы обоснованного разделения брака между переделами, но и может служить основой для разработки рекомендаций по совершенствованию технологии производства [1, 2].

Материалы и методика

В качестве исследуемых материалов использовали образцы готовой металлопродукции, а также образцы, отобранные на различных этапах действующего производства низкоуглеродистых сталей для глубокой вытяжки, в том числе IF-сталей, горячекатаного листа для производства высокопрочной судостроительной стали, а также электротехнических марок стали.

Шлифы изготавливали на оборудовании для подготовки проб фирмы Buehler Ltd. Металлографические и микрорентгеноспектральные исследования проводили на плоскостных, продольных и поперечных шлифах, приготовленных из дефектных образцов металла. Для выявления микроструктуры исследованных образцов травление проводили в 3%-ном спиртовом растворе HNO_3.

Металлографические исследования проводили на микроскопе Nikon Epiphot, оснащенном анализатором изображения Thixomet. Этот анализатор позволяет изготавливать сколь угодно большие панорамные изображения «склейкой на лету» смежных полей зрения: пока предметный столик перемещается на соседнее поле зрения, предыдущее поле «пиксель в пиксель» стыкуется к полю, захваченному ранее. Таким образом формируется панорамное изображение структуры сколь угодно большой площади и с высоким разрешением. С помощью панорамных исследований можно изучать всю площадь макродефекта с разрешающей способностью, достаточной для анализа микроструктуры стали, включая идентификацию и подсчет неметаллических включений, декорирующих дефект.

Микрорентгеноспектральный анализ неметаллических включений проводили на микроскопе REM ABT-55 (AKASHI), оснащенном микрозондом Link AN 10000/85S (GB), а при необходимости оценки содержания легких элементов — на микроскопе CamScan MV2300D SEM.

* А. А. Казаков, П. В. Ковалев, С. В. Рябошук, кафедра «Стали и сплавы» факультета технологии и исследования материалов, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет; Н. В. Малахов, А. Б. Милейковский, С. Д. Зинченко, А. А. Немтинов, ОАО «Северсталь», Россия; kazakov@thixomet.ru

Термодинамическое моделирование процессов образования неметаллических включений в жидкой и затвердевающей стали проводили с использованием оригинального программного обеспечения [3]. Результаты термодинамических расчетов были представлены в виде изотермических сечений диаграмм состояния многокомпонентных многофазных систем, представляющих собой поверхность растворимости компонентов в металле (ПРКМ), а также собственно результатов моделирования процессов образования неметаллических включений в жидкой и затвердевающей стали, проведенных в рамках локально-равновесной термодинамики [3–5]. В последнем случае результаты представляли собой состав и массу неметаллических включений, образовавшихся в жидкой и затвердевающей стали.

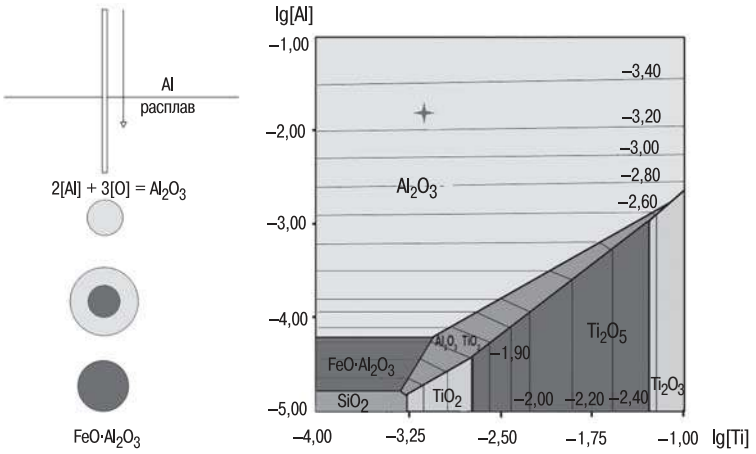


Рис. 1. Поверхность растворимости компонентов в металле для системы Fe—0,01C—O—0,02Si—Ti—Al при 1600 °C и механизм образования неметаллических включений в IF-сталях

Результаты и обсуждение

Ранее методами металлургической экспертизы авторами были проведены системные исследования дефектов сляба, горячекатаного и холоднокатаного листа, на основе результатов которых было сделано обоснованное разделение дефектов между сталеплавильным и прокатным производствами [1, 2]. Результаты этих работ использовались не только для создания соответствующих классификаторов и атласов дефектов, но и послужили основой для совершенствования технологии производства стали, а также разработки автоматизированных систем мониторинга качества сляба в режиме реального времени.

В настоящем исследовании детально рассмотрены лишь те дефекты, сталеплавильная природа образования которых аргументированно доказана, а их образование, как правило, связано с неметаллическими включениями, образующимися в жидкой и затвердевающей стали.

Низкоуглеродистые стали для глубокой вытяжки. Рассмотрим наиболее распространенный дефект холоднокатаного листа «плена». Включения, сопровождающие дефект «плена», можно разделить на два типа: мелкие оксиды Al_2O_3—FeO размером 3–10 мкм, содержащие до 3 % Fe и более крупные оксиды размером до 25 мкм, содержащие до 20 % Fe. Оба типа оксидов, обнаруженных в дефекте холоднокатаного листа «плена», являются продуктами раскисления, образовавшимися на этапе сталеплавильного передела. Это подтверждается близостью состава этих оксидов и состава неметаллических включений, обнаруженных в образцах, последовательно отобранных по ходу всего металлургического передела стали от ее внепечной обработки и разливки до горячей и холодной прокатки листа.

Из результатов термодинамических расчетов равновесия, представленных в виде поверхности растворимости компонентов в металле — ПРКМ (**рис. 1**), следует, что фигуративная точка состава, отвечающая реальному составу раскисленной IF-стали, расположена в области существования Al_2O_3, т. е. при концентрации алюминия 0,01–0,04 % в жидкой стали должны образоваться продукты раскисления, состоящие исключительно из чистого Al_2O_3.

Однако в условиях реального производства стали невозможно ввести алюминий в нераскисленный расплав, распределив его равномерно по всему объему мгновенно. При вводе алюминия в нераскисленный расплав в виде чушек или проволоки в различных локальных точках этого расплава возникают всевозможные сочетания концентраций алюминия и кислорода, в том числе попадающие в область существования герцинита. Действительно, в расплаве на некотором расстоянии от зоны растворения алюминия (где все еще остается немного алюминия и достаточно высокая окисленность металла) образуются твердые включения шпинели $FeO{\cdot}Al_2O_3$ или герцинита. Эти включения, образовавшиеся в условиях локального равновесия в переокисленной стали со «следами» алюминия, в итоге попадают в раскисленный металл, где становятся неравновесными. В результате растворенный в раскисленной стали алюминий будет восстанавливать железо из герцинита, что обеспечит высокую адгезию включений $mFeO{\cdot}nAl_2O_3$ к расплаву. Такие включения удалить из металла трудно. Включения же, образовавшиеся в раскисленном металле и имеющие состав корунда, практически не взаимодействуют с расплавом, плохо смачиваются металлом и легко удаляются при его внепечной обработке и разливке. Из-за низкой диффузионной подвижности реагентов скорость твердофазных реакций внутри включений невелика, поэтому степень восстановления железа из соединения

$mFeO{\cdot}nAl_2O_3$ при прочих равных условиях зависит от размера исходных включений герцинита: чем больше размер исходного включения герцинита, тем медленнее он восстанавливается до корунда и тем более устойчив в расплаве. Действительно, как было отмечено выше, мелкие оксиды содержали около 3 % Fe, а содержание железа в крупных включениях достигало 20 %.

Таким образом, образование включений $mFeO{\cdot}nAl_2O_3$ различного состава в исследуемых сталях обусловлено ее переокисленностью перед вводом в расплав алюминия. В связи с этим перед присадками алюминия сталь следует предварительно раскислять, например кремнием. Это следует делать даже в случае IF-сталей, для которых содержание кремния ограничено. Остаточные содержания кремния после предварительного раскисления стали ферросилицием будут ниже требуемых, так как практически весь кремний израсходуется на снятие переокисленности металла.

Загрязненность стали неметаллическими включениями была оценена с помощью анализатора изображения Thixomet в соответствии с ASTM E 1245. По ходу внепечной обработки содержание неметаллических включений в стали значительно снижается, достигая 0,0006–0,0013 % (объемн.) в пробе, отобранной из кристаллизатора. Исходя из среднего состава стали, можно рассчитать равновесное при 1600 °С содержание растворенного в стали кислорода, которое составит 2–6 ppm, что хорошо коррелирует с измерениями окисленности стали методом ЭДС, полученными на практике (3–4 ppm). Воспользовавшись методами термодинамического моделирования процессов фазообразования в жидком и затвердевающем расплаве [3–5], можно найти объемное содержание вторичных и третичных эндогенных включений, которое составит 0,0006–0,0010 %, что также практически совпадает с приведенными выше экспериментальными данными, полученными методами количественной металлографии. Полученные результаты позволяют сделать вывод о достаточно полном удалении основной массы первичных неметаллических включений при существующей технологии внепечной обработки стали. Это подтверждается и составом включений в пробах металла при непрерывной разливке, в которых были обнаружены только мелкие включения с небольшим содержанием оксидов железа.

В настоящем исследовании крупные первичные включения с повышенным содержанием оксидов железа в пробах перед разливкой не были обнаружены, но они все-таки присутствуют в жидком металле, так как были найдены в точечной неоднородности сляба, а также в дефекте «плена» при последующих горячей и холодной прокатке непрерывнолитого сляба. Более того, скопления оксидов алюминия с повышенным содержанием оксидов железа были найдены в большом количестве в корольках металла, захлопнутых в наростах на поверхности погружного стакана машины непрерывного литья заготовок [1]. Наросты состоят из включений на основе оксидов алюминия, ассимилированных шлаком, поэтому, кроме оксида алюминия, они содержат до 20 % оксидов кальция, до 1 % оксидов магния и до 27 % оксидов железа. Эти корундовые включения, поглощенные шлаком, практически не содержат железа, тогда как включения на основе корунда в корольках металла, наряду с единичными включениями практически чистого корунда, содержат большое количество включений на основе герцинита. Это еще раз подтверждает устойчивость в стали герцинитоподобных включений, обусловленную их хорошей смачиваемостью. Корольки металла найдены замкнутыми в довольно грубой оболочке оксидов железа, что свидетельствует о наличии вторичного окисления при разливке.

Исследование технологических параметров плавок, в которых на поверхности холоднокатаного листа был обнаружен дефект «плена», показало, что в этих плавках количество алюминия, введенного в жидкую сталь на разных этапах сталеплавильного передела, было значительно больше предельных значений, оговоренных в технологических инструкциях. Вероятность образования дефекта «плена» повышается при превышении критического значения суммарного содержания введенного в сталь алюминия. Чем больше алюминия вводится в жидкую сталь на всех этапах сталеплавильного передела, тем больше неметаллических включений обнаруживается в самом дефекте, тем сложнее его морфология и грубее внешний вид. Повышенный расход алюминия на различных этапах сталеплавильного передела приводит к увеличению количества продуктов раскисления, которые при разливке способствуют зарастанию сталеразливочного и погружного стаканов [6–9].

Данный факт подтверждается повышенным «угаром» алюминия при разливке, в плавках, пораженных дефектом «плена»: 0,051 % против 0,005–0,010 % в плавках без этого дефекта. Для предотвращения повышенного окисления алюминия при разливке необходимо минимизировать его расход и совершенствовать технологию защиты струи и зеркала металла в сталеразливочном и промежуточном ковшах, а также в кристаллизаторе.

Высокопрочные судостроительные стали. Оптимизацией технологии раскисления листовой стали судостроительного сортамента можно обеспечить ее высокую пластичность в z-направлении. Исследовали стали, обработанные алюминием и силикокальцием по различным схемам раскисления. До проведения настоящей работы на выпуске стали из печи проводили лишь частичное отсечение печного шлака, а алюминий (до 3 кг/т) присаживали без предварительного раскисления ферросилицием или ферромар-

ганцем. Окончательное раскисление проводили присадкой силикокальция в бочках на штанге. Такая технология не обеспечила высокого качества металла, поэтому до трети валового объема стали браковалось по z-свойствам.

Результаты исследований образцов сталей, выплавленных по этой технологии, показали, что в областях, примыкающих к месту разрушения, были обнаружены скопления крупных неметаллических включений различного состава и морфологии, размер которых достигал 70 мкм, а объемное содержание в зоне разрушения до 1 %. Эти включения в виде скоплений, конгломератов и строчек были крайне неравномерно распределены в металлической матрице. При испытаниях в процессе деформации вокруг таких включений образуются полости (**рис. 2**), которые являются источником зарождения микротрещин и причиной разрушения металла.

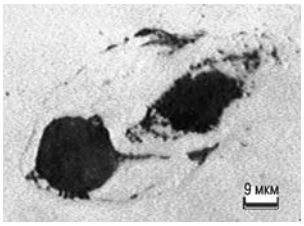


Рис. 2. Полости, образующиеся вокруг неметаллических включений, при испытании образцов на растяжение

Механизм образования таких бедных по кальцию и пропитанных сталью пористых продуктов раскисления состоит в следующем. В зоне взаимодействия кальция с расплавом происходит образование гекса- и биалюминатов кальция. Скопления включений коагулируют, спекаясь в конгломерат, однако полного спекания не происходит из-за высокой температуры плавления бедных по кальцию алюминатов, и стальной расплав остается между отдельными частицами. Такие включения трудно удалить из металла, так как они удерживаются в расплаве за счет капиллярных сил. Поэтому при раскислении силикокальцием необходимо исключить образование по крайней мере, наиболее тугоплавких гексаалюминатов кальция.

Если содержание кальция низкое, то образуются неблагоприятные включения гекса- или биалюминатов кальция, а остаточных концентраций кальция не хватает для взаимодействия с серой. В междендритных участках такого металла наблюдаются обширные области сегрегации серы с сульфидами марганца в центре таких областей (рис. 4, *б*).

При прочих равных условиях, по мере повышения вводимого в сталь кальция доля гекса- и биалюминатов кальция уменьшается, а доля шлаковых включений на основе эквимольных алюминатов растет, при этом остаточные концентрации кальция связывают серу в прочные сульфиды (**рис. 5**).

Установлено, что раскисление стали на 0,02–0,03 % Al является

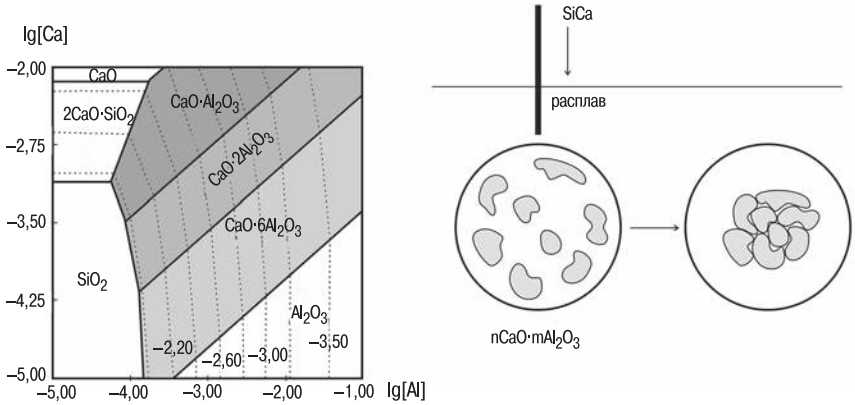
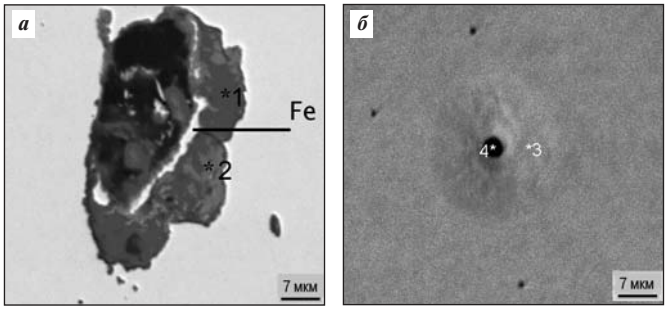


Рис. 3. Поверхность растворимости компонентов в металле для системы Fe—0,07C—O—0,25Si—Ca—Al при 1600 °C и механизм образования неметаллических включений в судостроительных сталях

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в состав этих включений входят алюминаты кальция различного состава, соединения на основе герцинита, магнезиальная шпинель и фаялит. Природа образования и способы борьбы с включениями на основе герцинита обсуждена выше на примере стали для глубокой вытяжки. Далее рассмотрим происхождение каждого из оставшихся типов включений.

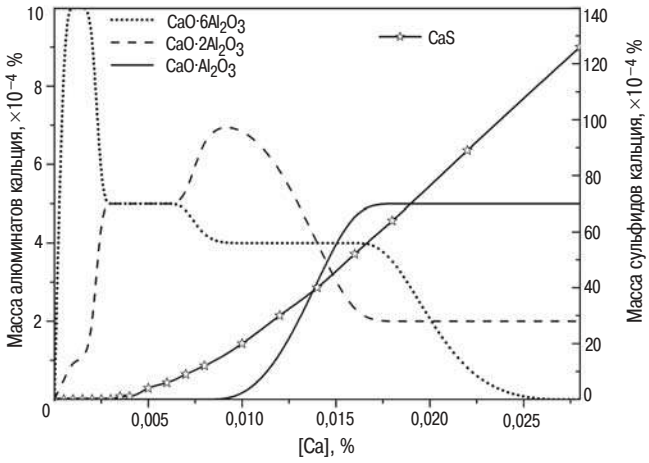
Состав включений алюминатов кальция, образующихся в системе Fe—0,07 % C—O—0,25 % Si—Ca—Al, можно определить по положению фигуративной точки состава стали на соответствующей ПРКМ (**рис. 3**), которая соответствует гекса-($CaO·6Al_2O_3$) и би-($CaO·2Al_2O_3$) алюминатам кальция.

Характерной особенностью этих темно-серых рыхлых округлых включений размером до 70 мкм является то, что каждое из них содержит внутренние металлические прослойки (**рис. 4, *а***).



№ точки	Элементы, %					
	Al	Fe	Mn	Ca	S	O_2
1	48,30	0,22	0	5,12	0	Ост.
2	47,96	0,75	0	5,31	0	Ост.
3	0	90,73	1,86	0	5,22	Ост.
4	0	19,72	56,98	0	30,15	Ост.

Рис. 4. Гексаалюминат кальция (*а*) и сульфиды марганца, окруженные областью сегрегации серы (*б*)



[Al] = 0,03 %; [C] = 0,07 %; [Si] = 0,25 %; [Mn] = 1,3 %; [S] = 0,005 %; [O] = 0,0005 %

Рис. 5. Влияние кальция на состав и массу неметаллических включений, образующихся в стальном расплаве

достаточным для того, чтобы вводимый кальций активно взаимодействовал с серой. Дальнейшее увеличение концентрации вводимого алюминия не приводит к повышению эффективности взаимодействия кальция с серой.

Присутствие в стали бедных по кальцию алюминатов, сульфидов марганца, а также сегрегационных областей вокруг этих включений является свидетельством того, что применяемая технология внепечной обработки не может обеспечить необходимые концентрации кальция в растворе, а это приводит к образованию неблагоприятных по морфологии и плохо удаляемых из стали неметаллических включений [5, 9, 10].

Включения магнезиальной шпинели $MgO{\cdot}Al_2O_3$ обнаружены в виде крупных однородных выделений (**рис. 6, *а***) или мелких частиц, на которых, как на подложках, выделились гекса- и биалюминаты кальция.

Эндогенные включения магнезиальной шпинели образуются (**рис. 6, *б***) уже при 0,0005 % магния в стальном расплаве. Магний может попасть в сталь при алюмотермическом восстановлении из футеровки, когда при выпуске стали из печи стальная струя попадает на алюминий, помещенный на дно сталеразливочного ковша, или если присадка алюминия в расплав произведена в непосредственной близости от футеровки ковша [9]. Происхождение магнезиальной шпинели может иметь и экзогенную природу, если при выпуске стали из печи частицы магнезитовых огнеупоров при контакте с жидкой сталью отрываются, поглощаясь потоком расплава.

Включения фаялита $FeO{\cdot}SiO_2$, содержащие до 50 % FeO, имеют экзогенную природу, так как согласно термодинамическим расчетам, в продуктах раскисления стали кремнием должно быть не более 10 % FeO.

Результаты выполненной работы по выявлению природы включений послужили основанием для совершенствования технологии внепечной обработки стали, включая: полную отсечку печного шлака, предварительное раскисление стали ферросилицием, снижение вдвое расхода алюминия и применение трайб-аппарата для введения проволоки из алюминия и силикокальция. После такой обработки в образцах после разрушения, обнаружено не более 0,01 % (объемн.) одиночных, равномерно распределенных неметаллических включений размером 3–30 мкм, при этом полости и трещины вокруг включений отсутствовали. Основная масса включений состояла из эквимольных алюминатов кальция и сульфидов кальция. Использование новой технологии позволило снизить брак по свойствам в z-направлении в 10 раз.

Электротехнические марки стали. Рассмотрим две разновидности дефектов, наиболее часто встречающихся в этих сталях и называемых «сквозной разрыв».

Причиной образования одного из них являются продукты раскисления стали и нитриды алюминия. В областях, непосредственно прилегающих к месту разрыва, были обнаружены скопления неметаллических включений типа $FeO{\cdot}Al_2O_3$, $3Al_2O_3{\cdot}2SiO_2$ и AlN.

Природа включений на основе герцинита и способы предупреждения образования таких включений уже рассмотрены выше.

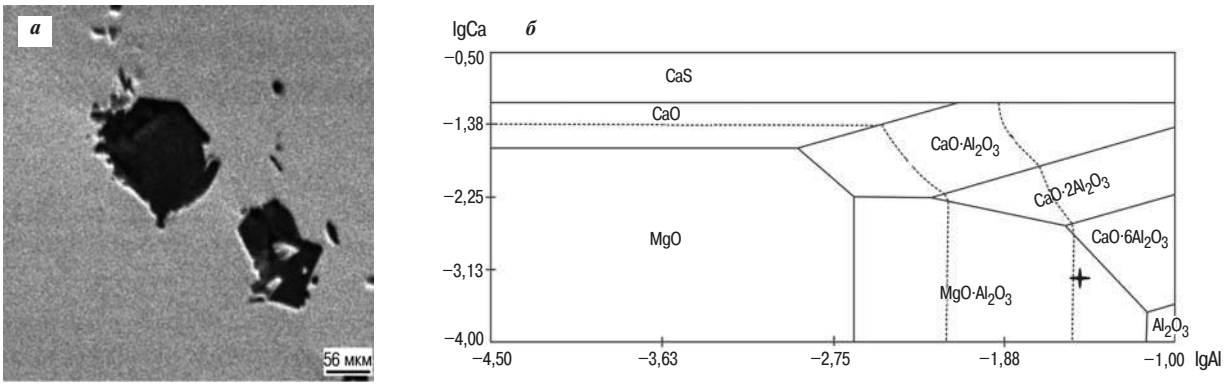


Рис. 6. Эндогенные включения магнезиальной шпинели (*а*) и поверхность растворимости компонентов в металле для системы Fe—0,07C—O—0,0005Mg—Ca—Al при 1550 °C (*б*)

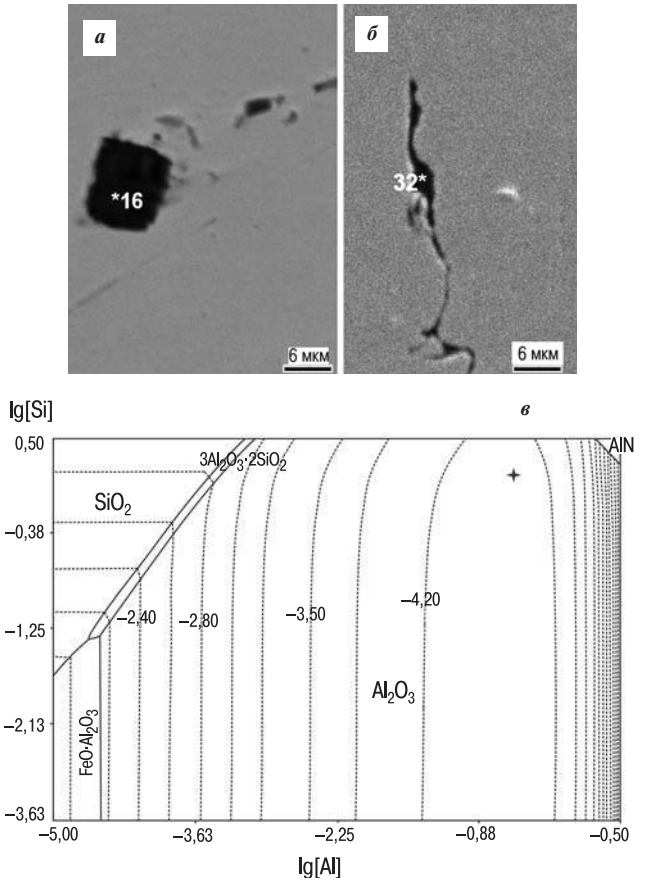


Рис. 7. Включения AlN (*а*), $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ (*б*) в электротехнической стали и поверхность растворимости компонентов в металле для системы Fe—0,04C—0,25Mn—O—Si—Al при 1500 °C (*в*)

Далее рассмотрим природу и способы борьбы с включениями $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ и AlN (**рис. 7 *а*, *б***). Как следует из результатов термодинамического моделирования, на ПРКМ при 1600 °C имеются соответствующие области существования этих соединений (**рис. 7, *в***).

Задавшись содержанием азота [N] = 0,0057 %, найдем, что для исключения образования включений AlN следует ограничить содержание алюминия [Al] < 0,23 %, а чтобы минимизировать образование $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$, содержание алюминия должно быть [Al] > 0,27 %. Иными словами, алюминия должно быть достаточно много для того, чтобы образование $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ не получило заметного развития, но не настолько много, чтобы спровоцировать образование AlN в конце затвердевания. При [N] > 0,0050 % нельзя найти «технологические ворота» по концентрации алюминия, при которых было бы исключено образование обоих типов неметаллических включений. Только при концентрации [N] = 0,0040 % «технологические ворота» становятся достаточно широкими ([Al] = 0,27÷0,33 %), чтобы их можно было рекомендовать для практического использования. Чем меньше в стали азота, тем шире эти «ворота» по рекомендуемому содержанию алюминия.

Азот можно вывести из раствора, исключив образование AlN, небольшими присадками более сильного нитридообразующего (титана). Однако эта рекомендация не подходит для электротехнических сталей, так как такое модифицирование приведет к измельчению зерна и снижению магнитных свойств стали.

Включения нитридов алюминия (AlN) обнаружены в плавках с повышенным в готовой стали содержанием азота, а также повышенным содержанием алюминия, присаженного на выпуске и при внепечной обработке. Установлено, что высокое содержание азота в стали связано с повышенным содержанием азота в кислороде, используемом для продувки металла в конвертере, а размеры нитридных включений тем больше, чем меньше скорость кристаллизации сляба. Последняя зависит от температуры стали в кристаллизаторе и скорости разливки.

Наряду с вышеуказанными ограничениями по содержанию алюминия, для предотвращения образования дефекта «сквозной разрыв» по скоплениям неметаллических включений необходимо использовать для продувки в кислородном конвертере очищенный кислород (содержание азота в готовом металле не должно превышать 0,0040 %), не допускать повышенной окисленности металла на выпуске из конвертера, исключить из технологии внепечной обработки химический подогрев.

Имеется и другая разновидность дефекта «сквозной разрыв». Несмотря на то что в окрестности такого дефекта также имеются неметаллические включения — продукты раскисления, они не были причиной его образования. Как следует из панорамных исследований плоскостного шлифа, на участках, непосредственно прилегающих к разрыву металла и вдоль множества сопутствующих этому разрыву микротрещин, совершенно отсутствуют следы деформации. Здесь наблюдается абсолютно хрупкое разрушение без какой-либо видимой пластической деформации. Напротив, остальной металл между разрывами и трещинами содержит крупное деформированное зерно (**рис. 8**). Вдоль разрывов и трещин обнаружено громадное число дисперсных выделений на основе меди, а также таких сильно ликвирующих элементов, как сера и фосфор. Выделения меди в дефектных областях листа свидетельствуют о дисперсионном твердении стали, сопровождающимся увеличением предела текучести, а также снижением пластических характеристик металла в локальных областях.

Повышенные в локальных областях концентрации меди, серы и фосфора являются следствием шнуровой зональной ликвации. Механизм образования таких шнуров состоит в следующем. При остановках машины, неравномерном охлаждении сляба или его медленном затвердевании возможно образование «мостов», блокирующих свободный доступ жидкого металла к нижележащим объемам затвердевающей стали для компенсации ее усадки. Непо-

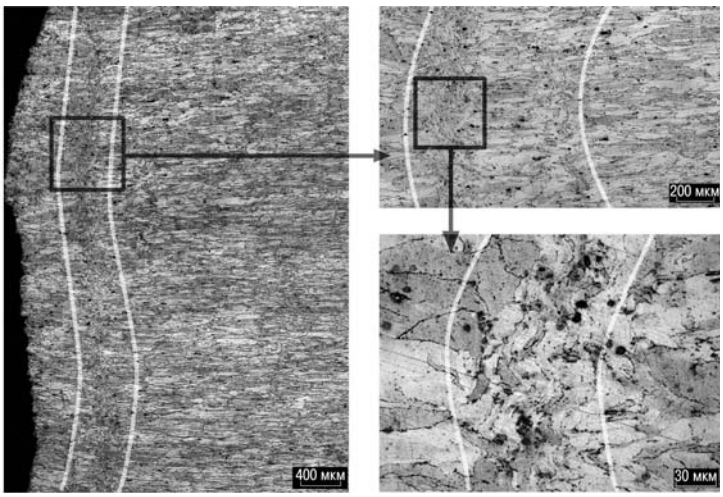


Рис. 8. Панорамные исследования дефекта «сквозной разрыв»

средственно перед полным затвердеванием этих нижележащих объемов по узким извилистым коридорам междендритного пространства засасываются все примеси, собравшиеся в верхней части затвердевающего слитка из-за зональной ликвации. Таким образом, в ограниченном объеме узких междендритных пространств собираются высокие концентрации фосфора, серы и меди, при этом локальные концентрации этих элементов превышают в десятки раз их средние концентрации в стали.

Как следует из результатов термодинамических расчетов, для тех значений концентраций меди (0,07–3,5 %), которые найдены в шнурах зональной ликвации, температурный интервал дисперсионного твердения составляет 250...500 °С–250...920 °С соответственно. В этом температурном диапазоне медь выделяется в виде дисперсных частиц, вызывая эффект дисперсионного твердения.

Анализ технологических данных выплавки, внепечной обработки и разливки плавок, образцы которых были поражены данным дефектом, показал, что разливка этих плавок была проведена с достаточно большим перегревом металла над температурой ликвидус, с остановками МНЛЗ, неравномерной скоростью или с низкими скоростями. Все вышеназванные факторы усиливают процессы обособления и ликвации примесей, что приводит к формированию зональной химической неоднородности по вышеописанному механизму образования шнуров.

Для минимизации или полного предотвращения дефекта «сквозной разрыв» по областям зональной ликвации необходимо не разливать перегретый металл, обеспечить равномерную скорость разливки без остановки машины, снижать содержание меди в ломе.

***

Разработанная в настоящей работе методика металлургической экспертизы дефектов металлопродукции позволила не только определить природу их образования, но и послужила основой совершенствования технологии производства. Эта информация может стать основой для разработки систем мониторинга и управления качества металлопродукции на всех этапах ее изготовления. ЧМ

Библиографический список

1. *Казаков А. А., Ковалев П. В.* Неметаллические включения и природа дефектов холоднокатаного листа. Часть 1. Дефект «плена» // Черные металлы. — 2006. — № 2. — С. 32–37.
2. *Казаков А. А., Ковалев П. В.* Неметаллические включения и природа некоторых прокатных дефектов холоднокатаного листа // Сталь. — 2006. — № 2. — С. 59–62.
3. *Казаков А. А., Уразгильдеев А. Х., Гусев А. А.* Алгоритмическая модель образования неметаллических включений в жидкой и затвердевающей стали // Изв. АН СССР. Металлы. — 1989. — № 3. — С. 60–65.
4. *Михайлов Г. Г., Тюрин А. Г., Шишков В. И.* Термодинамические условия образования включений в металлических расплавах системы Fe—Al—C—O // Изв. АН СССР. — 1982. — № 6. — С. 49–51.
5. *In-Ho Jung, Sergei A. Decterov, Arthur D.* Pelton. Computer Applications of Thermodynamic Databases to Inclusion, Engineering ISIJ International, Vol. 44 (2004), No. 3, pp. 527–536.
6. *Singh S. N.* Mechanism of alumina buildup in tundish nozzles during continuous casting of aluminum-killed steels. «Met. Trans.», 1974, vol. 5, 2165-2178. Ericsson G. and Hack K./ Met. Trans. B, 1990, vol. 21B, pp. 1013-1023.
7. *Covac P., Kijac J., Masek V.* Steel cleanliness improvement through tundish configuration optimizing, Metalurgija, № 4, 2003.
8. *Brian G. Thomas.* Tundish nozzle clogging — application of computational models, 18rd Process Technology Division Conference Proceedings, (Baltimore, MD, March 25–28, 2001), Vol. 18, Iron and Steel Society, Warrendale, PA, 2001, pp 895–912.
9. *Lifeng Zhang and Brian G. Thomas.* Evaluation and control of steel cleanliness review, 85th Steelmaking Conference Proceedings, ISS-AIME, Warrendale, PA, 2002 pp. 431–452.
10. *Lifeng Zhang and Brian G. Thomas.* Alumina inclusion behavior during steel deoxidation, 7th European Electric Steelmaking Conference, Venice, Italy, Associazione Italiana di Metallurgia, Milano, Italy, May 26-29, 2002, pp. 2.77–2.86.